

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 08283910
PUBLICATION DATE : 29-10-96

APPLICATION DATE : 17-04-95
APPLICATION NUMBER : 07114078

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : KANISAWA HIDEO;

INT.CL. : C22C 38/00 C22C 38/14 C22C 38/16 C22C 38/54 C22C 38/58

TITLE : STEEL MATERIAL FOR INDUCTION HARDENED SHAFT PARTS, COMBINING COLD WORKABILITY WITH TORSIONAL FATIGUE STRENGTH CHARACTERISTIC

ABSTRACT : PURPOSE: To provide a steel material suitable for induction hardened shaft parts, excellent in cold workability before induction hardening and excellent in torsional fatigue strength after induction hardening.

CONSTITUTION: This steel material has a composition containing, by weight ratio, 0.35-0.60% C, 0.01-0.15% Si, 1.0-1.8% Mn, 0.05-0.8% Mo, 0.01-0.15% S, 0.015-0.05% Al, 0.005-0.05% Ti, 0.0005-0.005% B, and 0.002-0.01% N and having P, Cu, and O contents limited to specific values, respectively, or further containing either or both of specific amounts of Nb and V, or further containing either or both of Cr and Ni. Moreover, this steel material has a microstructure consisting of ferrite and lamellar pearlite, and further, the fraction of structure of ferrite is $\leq 35\%$ and ferritic crystalline grain size is $\leq 20\mu\text{m}$.

COPYRIGHT: (C)1996,JPO

THIS PAGE BLANK (USPTO)

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開平8-283910

(43) 公開日 平成 8 年 (1996) 10 月 29 日

(51) Int.Cl. ⁶	識別記号	庁内整理番号	F I	技術表示箇所
C 2 2 C 38/00	3 0 1		C 2 2 C 38/00	3 0 1 Y
38/14			38/14	
38/16			38/16	
38/54			38/54	
38/58			38/58	
審査請求 未請求 請求項の数 3 F D (全 9 頁)				

(21) 出願番号	特願平7-114078	(71) 出願人	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町 2 丁目 6 番 3 号
(22) 出願日	平成 7 年 (1995) 4 月 17 日	(72) 発明者	越智 達朗 北海道室蘭市仲町 12 番地 新日本製鐵株式 会社室蘭製鐵所内
		(72) 発明者	蟹澤 秀雄 北海道室蘭市仲町 12 番地 新日本製鐵株式 会社室蘭製鐵所内
		(74) 代理人	弁理士 萩原 康弘 (外 1 名)

(54) 【発明の名称】 冷間加工性と振り疲労強度特性を兼備した高周波焼入れ軸部品用鋼材

(57) 【要約】

【目的】 本発明は、高周波焼入れ前には冷間加工性に優れ、高周波焼入れ後は振り疲労強度の優れた高周波焼入れ軸部品用として好適な鋼材を提供する。

【構成】 重量比として、C: 0. 35~0. 60%、Si: 0. 01~0. 15%、Mn: 1. 0~1. 8%、Mo: 0. 05~0. 8%、S: 0. 01~0. 15%、Al: 0. 015~0. 05%、Ti: 0. 005~0. 05%、B: 0. 0005~0. 005%、N: 0. 002~0. 01%を含有し、P、Cu、O量を特定量以下に制限し、またはさらに特定量のNb、Vの1種または2種を含有し、またはさらにCr、Niの1種または2種を含有し、かつミクロ組織がフェライトとラメラパーライトからなり、フェライトの組織分率が35%以下で、フェライト結晶粒径が20μm以下であることを特徴とする。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量比として、

C : 0.35~0.60%
 Si : 0.01~0.15%
 Mn : 1.00~1.80%
 Mo : 0.05~0.80%
 S : 0.010~0.150%
 Al : 0.015~0.050%
 Ti : 0.005~0.050%
 B : 0.0005~0.0050%
 N : 0.0020~0.0100%を含有し、
 P : 0.020%以下
 Cu : 0.05%以下
 O : 0.0020%以下にそれぞれ制限し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、かつミクロ組織がフェライトとラメラパーライトからなり、フェライトの組織分率が35%以下で、フェライト結晶粒径が20 μ m以下であることを特徴とする冷間加工性と振り疲労強度特性を兼備した高周波焼入れ軸部品用鋼材。

【請求項2】 請求項1に記載の成分に加えて、

Nb : 0.010~0.250%
 V : 0.03~0.50%の1種または2種を含有し、かつミクロ組織がフェライトとラメラパーライトからなり、フェライトの組織分率が35%以下で、フェライト結晶粒径が20 μ m以下であることを特徴とする冷間加工性と振り疲労強度特性を兼備した高周波焼入れ軸部品用鋼材。

【請求項3】 請求項1または請求項2記載の成分に加えて、

Cr : 0.05~0.50%
 Ni : 0.10~3.50%の1種または2種を含有し、かつミクロ組織がフェライトとラメラパーライトからなり、フェライトの組織分率が35%以下で、フェライト結晶粒径が20 μ m以下であることを特徴とする冷間加工性と振り疲労強度特性を兼備した高周波焼入れ軸部品用鋼材。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】 本発明は高周波焼入れ軸部品用鋼材にかかわり、さらに詳しくは、図1の(a)~(b)に示したスプライン部を有するシャフト、フランジ付きシャフト、外筒付シャフト等の自動車の動力伝達系を構成する軸部品用として好適な、冷間加工性と振り疲労強度特性を兼備した鋼材に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 自動車の動力伝達系を構成する軸部品は、通常中炭素鋼を切削、転造等の冷間加工により所定の部品形状に成形加工し、高周波焼入れ-焼戻しを施して製造されているが、近年の自動車エンジンの高出力化および環境規制対応にともない、高振り疲労強度化の指

向が強い。一方、高強度化に伴って、高周波焼入れ前の段階での冷間加工性が劣化し、生産性が劣化するために、冷間加工性と高周波焼入れ後の高振り疲労強度化の両立が求められている。

【0003】これに対して、特開平5-179400公報にはC : 0.38~0.45%、Si : 0.35%以下、Mn : 1.0超~1.5%、B : 0.0005~0.0035%、Ti : 0.01~0.05%、Al : 0.01~0.06%、N : 0.010%以下でフェライト結晶粒度番号6以上の細粒組織を有する直接切削-高周波焼入れ用鋼材が示されている。該発明材では静的振り強度については言及されているものの、振り疲労強度については全く配慮されていない。静的な荷重に対する材料抵抗力である静的振り強度と、繰返し荷重に対する材料抵抗力である振り疲労強度は支配因子が異なり、別の特性である。そのため、本材料は振り疲労強度特性を必要とする部品には必ずしも適用されていないのが現状である。

【0004】また、日本鉄鋼協会講演論文集「材料とプロセス」第7巻第3号第771頁、第1図には、S53C鋼(代表的な成分系0.53C-0.25Si-0.8Mn)をベースに振り疲労強度におよぼす合金元素の影響を検討し、B、Si、Moが有効であることが示されている。しかしながら、高周波焼入れ用軸部品用鋼としていかなる鋼材が適しているかについては全く開示されておらず、また冷間加工性についても言及していない。

【0005】

【発明が解決しようとする課題】 本発明の目的は、高周波焼入れ前には冷間加工性に優れ、高周波焼入れ後は振り疲労強度の優れた高周波焼入れ軸部品用として好適な鋼材を提供しようとするものである。

【0006】

【課題を解決するための手段】 本発明者らは、素材の段階で優れた冷間加工性と高周波焼入れにより優れた振り疲労強度を有する軸部品を実現するために、鋭意検討を行い次の知見を得た。

(1) 高周波焼入れ材の振り疲労破壊は、次の過程で起きる。

- A. 表面または硬化層と芯部の境界でき裂が発生する。
- B. 軸方向に平行な面または垂直な面でき裂が初期伝播する。
- C. 軸方向に45度の面で粒界割れを伴って脆性破壊を起こし、最終破壊を起こす。

(2) 表面硬化層で硬さのムラがあれば、早期に疲労き裂が発生する。高周波焼入れ前の組織のフェライト分率が35%を超え、フェライト結晶粒径が20 μ mを超えると硬化層で顕著な硬さのムラを生じ、早期に疲労き裂が発生しやすい。

【0007】(3) 次に、硬化層は振り疲労過程で材質

3

劣化を起こす。つまり、振り疲労過程では、表面圧縮残留応力の減衰、硬さの低下が起きる。疲労過程でこのような材質劣化を起こしやすい材料ほど、疲労き裂の発生が早期に起きる。振り疲労過程でこのような材質劣化を抑制するには、下記の方法が有効である。

①高Mnにより、焼入れ性を確保する。Crを多量添加しない。

②Moを添加する。

(4) 上記振り疲労破壊過程「C」の欄で述べた、軸方向に45度の面で粒界割れを伴う脆性破壊を抑制するためには、次の方法による粒界強化が有効である。

④Ti-B添加。

⑤P, Cu, O量の低減。

【0008】(5) 振り疲労破壊のき裂が表面で発生する場合に比べて、硬化層と芯部の境界で発生する場合には、振り疲労強度は低下する。これを抑制するためには、芯部の硬さの増加が有効であるが、そのためには、Nb, V添加により析出強化を図ることが有効である。

(6) 次に、上記の高振り強度化と素材の段階での冷間加工性を両立するには、次の方法が有効である。

①固溶体硬化元素であるSi, Pを低減する。

②セメンタイトとは独立に炭化物を形成するMo, Bを用いて焼入れ性を確保する。

③ミクロ組織をベイナイトのような硬質組織を含まないフェライトとラメラパーライト組織とする。

【0009】本発明は以上の新規なる知見にもとづいてなされたものであり、本発明の要旨は以下の通りである。重量比として、C: 0.35~0.60%, Si: 0.01~0.150%, Mn: 1.00~1.80%, Mo: 0.05~0.80%, S: 0.010~0.150%, Al: 0.015~0.050%, Ti: 0.005~0.050%, B: 0.0005~0.0050%, N: 0.0020~0.0100%を含有し、P: 0.020%以下、Cu: 0.05%以下、O: 0.0020%以下にそれぞれ制限し、

【0010】またはさらに、Nb: 0.010~0.250%, V: 0.03~0.50%の1種または2種を含有し、

【0011】またはさらに、Cr: 0.05~0.50%, Ni: 0.10~3.50%の1種または2種を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、かつミクロ組織がフェライトとラメラパーライトからなり、フェライトの組織分率が35%以下で、フェライト結晶粒径が20μm以下であることを特徴とする冷間加工性と振り疲労強度特性を兼備した高周波焼入れ軸部品用鋼材である。

【0012】

【作用】以下に、本発明を詳細に説明する。本発明の成分含有範囲を上記のごとく限定した理由について説明する。まず、Cは高周波焼入れ硬化層の硬さを増加させる

4

のに有効な元素であるが、0.35%未満では硬さが不十分であり、また0.60%を超えると高周波焼入れ前の硬さが硬くなりすぎて冷間加工性が劣化するとともに、オーステナイト粒界への炭化物析出が顕著になって粒界強度を劣化させるため、含有量を0.35~0.60%に定めた。次に、Siは脱酸元素として添加する。しかしながら、0.01%未満ではその効果は不十分である。一方、Siは固溶体硬化により素材硬さを高くするため、0.15%を超える添加は、高周波焼入れ前の段階で切削性等の冷間加工性を劣化させる。以上の理由でその含有量を0.01~0.15%とした。

【0013】Mnは①振り疲労過程での材質劣化の抑制、②焼入れ性の向上、および鋼中でMnSを形成することによる③高周波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化と④被削性の向上を目的として添加する。しかしながら、1.0%未満ではこの効果は不十分である。一方、Mnはオーステナイト粒界に粒界偏析を起こし、粒界強度を低下させて振り応力下での脆性破壊を起こしやすく、そのため強度を低下させる。特にこの傾向は1.8%を超えると顕著になる。以上の理由から、Mnの含有量を1.0~1.8%とした。Moは①振り疲労過程での材質劣化の抑制、②オーステナイト粒界に粒界偏析を起こすことによる粒界強度増加、および③焼入れ性の向上を狙いとして添加する。しかしながら、0.05%未満ではこの効果は不十分であり、一方、0.80%を超える過剰添加は、効果が飽和し経済性の観点から望ましくないため、その含有量を0.05~0.80%とした。

【0014】また、Sは鋼中でMnSを形成、これによる高温波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化および被削性の向上を目的として添加するが、0.010%以下でその効果は不十分である。一方、0.150%を超えるとその効果は飽和し、むしろ粒界偏析を起こし粒界脆化を招く。以上の理由から、Sの含有量を0.010超~0.150%とした。Alは、①Nと結合してAlNを形成することによる高周波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化を目的として、および②脱酸元素として添加するが、0.015%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.050%を超えるとその効果は飽和し、むしろ靱性を劣化させるので、その含有量を0.015~0.050%とした。

【0015】Tiもやはり鋼中でNと結合してTiNとなるが、これによる①高周波焼入れ加熱時のオーステナイト粒の微細化、および②固溶Nの完全固定によるBN析出防止、つまり固溶Bの確保を目的として添加する。しかしながら、0.005%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.050%を超えるとその効果は飽和し、むしろ靱性を劣化させるので、その含有量を0.005~0.050%とした。Bは固溶状態でオーステナイト粒界に粒界偏析し、P, Cu等の粒界不純物を粒界

から追い出すことにより粒界強度を増加させることを狙いとして添加する。しかしながら、0.0005%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.0050%を超える過剰添加は、むしろ粒界脆化を招くので、その含有量を0.0005~0.0050%とした。

【0016】さらに、NはA1N等の炭窒化物析出による高周波加熱時のオーステナイト粒の微細化を目的として添加するが、0.0020%未満ではその効果は不十分であり、一方、0.0100%超では、その効果は飽和し、むしろBNを析出して固溶Bの低減を引き起こすので、その含有量を0.0020~0.0100%とした。一方、Pは固溶体硬化により素材硬さを高くし、高周波焼入れ前の段階で切削性等の冷間加工性を劣化させる。さらにオーステナイト粒界に粒界偏析を起こし、粒界強度を低下させて振り応力下での脆性破壊を起こしやすくし、そのため強度を低下させる。特にPが0.020%を超えると強度低下が顕著となるため、0.020%を上限とした。なお、より粒界強度を図る場合には、0.015%以下が望ましい。

【0017】また、CuもPと同様オーステナイト粒界に粒界偏析を起こし、強度低下の原因となる。特にCuが0.05%を超えると強度低下が顕著となるため、0.05%を上限とした。さらに、Oは粒界偏析を起こし粒界脆化を起こすとともに、鋼中で硬い酸化物系介在物を形成し、振り応力下での脆性破壊を起こしやすくし、強度低下の原因となる。特にOが0.0020%を超えると強度低下が顕著となるため、0.0020%を上限とした。

【0018】次に、本発明では、「ミクロ組織がフェライトとラメラパーライトからなり、フェライトの組織分率が35%以下で、フェライト結晶粒径が20 μ m以下である」ことを特徴とするが、以下にその理由を述べる。

【0019】まず、ミクロ組織を「フェライトとラメラパーライトからなる組織」としたのは、ミクロ組織にベイナイトやマルテンサイトのような硬質組織が混入すると、高周波焼入れ前に行われる切削等の冷間加工が困難になるためである。また、パーライトを「ラメラパーライト」と限定したのは、球状パーライトは冷間加工性は優れているが、高周波焼入れ性が顕著に劣るためである。

【0020】次に、高周波焼入れは急速加熱であるため、高周波焼入れ前の組織のフェライト分率が大きくまたそれが粗大であると、フェライトの部分は、オーステナイト化後、炭素の拡散が不十分で炭素濃度が添加炭素濃度よりも低くなり、焼入れ後、その位置での硬さが小さくなる。そのため、この位置が疲労き裂の発生起点となりやすい。以上の現象は、フェライトの組織分率が35%を超えるか、またはフェライト結晶粒径が20 μ mを超えると特に顕著になる。以上の理由でフェライトの

組織分率を35%以下で、フェライト結晶粒径を20 μ m以下とした。なお、より高振り疲労強度化を図るためには、フェライトの組織分率を25%以下とするか、またはさらにフェライト結晶粒径を15 μ m以下とするのが望ましい。

【0021】第2の発明は、高周波焼入れ後の芯部硬さを析出硬化により増加させ、硬化層と芯部の境界での振り疲労き裂の発生を抑制するとともに、高周波加熱時のオーステナイト粒を一層微細化し、粒界破壊防止による高強度化を図った軸部品用鋼材である。Nb、Vは鋼中で炭窒化物を形成し、析出硬化により高周波焼入れ後の芯部硬さを増加させるとともに、高周波加熱時のオーステナイト粒を微細化させる硬化を有する。しかしながら、Nb含有量が0.01%未満、V含有量が0.03%未満ではその効果は不十分であり、一方、Nb:0.25%超、V:0.50%超では、その効果は飽和し、むしろ靱性を劣化させるので、これらの含有量をNb:0.01~0.25%、V:0.03~0.50%とした。

【0022】第3の発明は、Cr、Ni添加により、①振り疲労過程での硬さの低下の抑制、および②焼入れ性の向上を図った軸部品用鋼材である。なお、Niには、粒界近傍の靱性を改善し、脆性破壊を抑制する効果も有する。ただし、Cr:0.05%未満、Ni:0.1%未満ではこの効果は不十分である。一方、Cr:0.5%超では高周波焼入れ前の組織中のセメンタイトが安定化し、高周波焼入れ加熱時にセメンタイトの溶解が困難になり、高周波焼入れ後の効果層の硬さが不十分となる。また、3.5%を超えるNiの多量添加は、効果が飽和し経済性の観点からこのましくない。以上の理由から、Cr:0.05~0.50%、Ni:0.1~3.5%とした。

【0023】ここで、本発明の高周波焼入れ軸部品用鋼材では、製造条件が特に限定せず、本発明の要件を満足すればいずれの条件でもよい。例えば、鋼材素材の熱間圧延による製造を、加熱温度950~1150℃、仕上げ温度750~900℃、仕上げ圧延後700~500℃の温度範囲の平均冷却速度0.05~1.0℃/秒の条件で行う方法があげられるが、本発明では特に限定するものではない。また、本発明では、本発明の要件を満足すれば、熱間圧延後、高周波焼入れの前に焼準、焼鈍、熱間鍛造等の加工熱処理を必要に応じて行うことができる。

【0024】

【実施例】以下に、本発明の効果を実施例により、さらに具体的に示す。表1の組成を有する鋼材を34mm ϕ の棒鋼に圧延した。この棒鋼から、光学顕微鏡観察試験片を採取し、5%ナイトール液で腐食して200倍、400倍で観察しフェライト分率およびフェライト結晶粒径を求めた。表1にフェライト分率、フェライト結晶粒

径を示した。また、表2に表1と同様に比較鋼材について示した。 *【0025】
*【表1】

区分	鋼No.	供試鋼化学成分 (wt%)																組織*	フェライト分率 (%)	フェライト粒径 (μm)
		C	Si	Mn	Mo	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Nb	V	Cr	Ni			
第1 発 明 鋼 材	1	0.37	0.07	1.58	0.11	0.021	0.031	0.020	0.0025	0.0061	0.011	< 0.01	0.0010	—	—	—	—	F-P	31	16
	2	0.41	0.03	1.32	0.09	0.019	0.028	0.022	0.0024	0.0058	0.012	0.01	0.0014	—	—	—	—	F-P	25	13
	3	0.48	0.02	1.30	0.11	0.020	0.034	0.021	0.0024	0.0037	0.010	< 0.01	0.0014	—	—	—	—	F-P	16	7
	4	0.53	0.03	1.04	0.22	0.022	0.028	0.025	0.0024	0.0086	0.011	0.02	0.0013	—	—	—	—	F-P	7	5
	5	0.57	0.11	1.31	0.16	0.019	0.028	0.023	0.0025	0.0052	0.014	< 0.01	0.0016	—	—	—	—	F-P	6	3
	6	0.40	0.03	1.28	0.52	0.020	0.030	0.024	0.0024	0.0063	0.012	0.02	0.0013	—	—	—	—	F-P	18	9
	7	0.54	0.03	1.06	0.73	0.014	0.031	0.021	0.0025	0.0071	0.012	0.01	0.0008	—	—	—	—	F-P	4	5
第2 発 明 鋼 材	8	0.41	0.03	1.32	0.10	0.020	0.028	0.018	0.0024	0.0061	0.013	0.02	0.0014	—	0.12	—	—	F-P	26	14
	9	0.52	0.11	1.30	0.11	0.022	0.030	0.021	0.0025	0.0059	0.013	< 0.01	0.0015	0.021	—	—	—	F-P	14	10
	10	0.57	0.04	1.30	0.11	0.024	0.031	0.021	0.0025	0.0060	0.012	0.02	0.0007	0.018	—	—	—	F-P	12	9
	11	0.42	0.02	1.29	0.09	0.019	0.030	0.023	0.0025	0.0058	0.009	< 0.01	0.0016	0.196	0.07	—	—	F-P	28	10
	12	0.43	0.02	1.57	0.08	0.027	0.028	0.020	0.0025	0.0070	0.013	0.02	0.0017	—	—	0.32	—	F-P	20	9
	13	0.52	0.03	1.05	0.08	0.025	0.030	0.021	0.0027	0.0062	0.012	0.01	0.0014	—	—	—	0.12	F-P	5	3
	14	0.52	0.12	1.15	0.08	0.030	0.028	0.023	0.0025	0.0060	0.008	< 0.01	0.0013	—	—	0.18	0.36	F-P	3	3
比 較 鋼 材	15	0.43	0.03	1.61	0.09	0.054	0.028	0.021	0.0026	0.0062	0.013	0.01	0.0016	—	0.13	0.30	—	F-P	22	11
	16	0.43	0.03	1.59	0.08	0.054	0.030	0.025	0.0025	0.0062	0.012	0.02	0.0014	0.024	0.10	0.30	—	F-P	18	12
	17	0.42	0.04	1.54	0.09	0.047	0.032	0.023	0.0025	0.0060	0.013	0.01	0.0013	0.016	0.07	0.12	0.27	F-P	12	4

*F:フェライト, P:ラメラパーライト

【0026】

※ ※【表2】

区分	鋼No.	供試鋼化学成分 (wt%)																組織*	フェライト分率 (%)	フェライト結晶粒径 (μm)
		C	Si	Mn	Mo	S	Al	Ti	B	N	P	Cu	O	Nb	V	Cr	Ni			
比 較 鋼 材	18	0.41	0.03	1.72	0.34	0.019	0.031	0.021	0.0024	0.0053	0.013	0.01	0.0016	—	—	—	—	F-P-B	19	12
	19	0.40	0.12	1.30	0.67	0.018	0.028	0.022	0.0025	0.0060	0.013	< 0.01	0.0018	—	—	—	—	F-P-B	16	10
	20	0.52	0.05	1.62	0.22	0.017	0.025	0.025	0.0025	0.0063	0.015	< 0.01	0.0017	0.022	0.16	—	—	F-P-B	4	5
	21	0.38	0.04	1.05	0.08	0.073	0.028	0.022	0.0025	0.0084	0.013	0.01	0.0018	0.018	0.07	0.28	—	F-P	39	10
	22	0.43	0.04	1.27	0.09	0.052	0.030	0.021	0.0024	0.0087	0.014	0.02	0.0018	—	—	—	—	F-P	30	26
	23	0.38	0.03	1.07	0.07	0.080	0.031	0.022	0.0025	0.0080	0.012	0.01	0.0017	—	—	—	—	F-P	40	24
	24	0.53	0.29	1.28	0.12	0.025	0.030	0.025	0.0025	0.0058	0.013	< 0.01	0.0015	—	—	—	—	F-P	5	3
	25	0.41	0.03	1.30	—	0.021	0.029	0.022	0.0024	0.0070	0.014	< 0.01	0.0016	—	—	—	—	F-P	21	14
	26	0.52	0.02	1.25	0.10	0.022	0.030	0.020	—	0.0068	0.013	0.01	0.0015	—	—	—	—	F-P	14	16
	27	0.41	0.03	1.25	0.11	0.019	0.031	0.022	0.0024	0.0071	0.031	0.02	0.0017	—	—	—	—	F-P	25	16
	28	0.40	0.04	1.20	0.10	0.020	0.030	0.021	0.0025	0.0072	0.012	0.01	0.0017	—	—	0.86	—	F-P	28	15
	29	0.43	0.23	0.79	—	0.019	0.028	—	—	0.0063	0.017	0.01	0.0019	—	—	—	—	F-P	42	32

*F:フェライト, P:ラメラパーライト, B:ベイナイト

【0027】比較鋼18~20の材料については圧延後850℃×1時間加熱し、800~500℃の温度範囲を0.3℃/秒の冷却速度で冷却し、本材料に新規に18A, 19A, 20Aと記号を付した。また21~23の材料については圧延後900℃×1時間加熱し、800~500℃の温度範囲を0.95℃/秒の冷却速度で

冷却し、本材料に新規に21N, 22N, 23Nと記号を付した。これらの材料のフェライト分率およびフェライト結晶粒径を測定した。その結果を表3に示す。

【0028】

【表3】

区 分	熱処理材鋼No	素材鋼No	組織*	フェライト 分 率 (%)	フェライト 結晶粒径 (μm)
第1発明鋼材	18A	18	F-P	28	1.7
第1発明鋼材	19A	19	F-P	24	1.5
第2発明鋼材	20A	20	F-P	8	8
第3発明鋼材	21N	21	F-P	27	8
第1発明鋼材	22N	22	F-P	20	16
第1発明鋼材	23N	23	F-P	29	14

*F: フェライト, P: ラメラペーライト

【0029】これらの材料から、平行部直径20mmの静的振り試験片、振り疲労試験片を採取した。静的振り試験片、振り疲労試験片について周波数8.5kHzで高周波焼入れを行い、その後170℃×1時間の条件で焼戻しを行った。いずれも、有効硬化層深さは約5mmである。その後、静的振り試験、振り疲労試験を行った。振り疲労特性は 5×10^5 サイクルでの時間強度で評価した。また被削性はハイスドリルによる寿命速度を用いて評価した。用いたドリルはJIS-SKH51で直径3mmのハイスドリルであり、穴あけ条件は送り0.25mm/rev、穴深さ9mm、切削油はスピンドル油を用い、2リットル/分である。評価試験は、切削速度を種々変化させて各切削速度における切削不能になるまでのドリル寿命から切削速度-ドリル寿命曲線を求め、この曲線から寿命穴あけ総深さが1000mmでドリル寿命となる最大切削速度を求め、これを寿命速度とした。

【0030】表4に各供試品の硬さ、ハイスドリル寿命、静的振り強度、振り疲労強度を示す。ハイスドリル

寿命は、比較鋼2.9のドリル寿命を100とした時の相対値で示した。また、振り疲労過程での材質劣化挙動を評価するために、応力振幅700MPaで 1×10^4 サイクル疲労試験を行った試験片について、①表面での圧縮残留応力の減衰量および②フェライト(211)面のX線回折ピークの半価幅の減衰量を評価した。X線回折ピークの半価幅の減衰量は、疲労過程での正味の硬さの低下量を評価するために用いた。X線発生源としては、Cr管球を使用した。表4のNo. 1~2.3Nは本発明の成分組成を満足した鋼材であるが、本発明鋼材では、いずれも優れた静的振り強度、振り疲労強度を有しており、かつドリル寿命は比較鋼材2.9の70%以上と高強度化の割には被削性の劣化が小さい。特に振り疲労強度は、0.4%C鋼で既に600MPa以上、0.5%C鋼で既に680MPa以上と優れた特性が得られている。

【0031】

【表4】

30

区 分	鋼 No.	硬さ (HV)	引張強さ (MPa)	静的振り強度 (MPa)	振り疲労強度(5×10 ⁵ 回) (MPa)	疲労過程* での残留応力減衰量 (MPa)	疲労過程* での半価幅減少量 (度)
第1発明鋼材	1	184	86	1738	574	154	0.077
	2	205	87	1815	613	158	0.050
	3	214	83	2051	654	95	0.031
	4	226	80	2132	688	110	0.019
	5	236	77	2124	715	139	0.017
	6	235	77	1894	620	84	0.035
	7	252	70	2149	708	64	0.016
第2発明鋼材	8	225	80	1920	651	149	0.031
	9	226	82	2091	733	146	0.015
	10	234	76	2115	757	142	0.014
	11	232	76	1980	669	139	0.028
第3発明鋼材	12	221	79	1972	607	163	0.050
	13	232	77	2012	736	157	0.015
	14	226	80	2125	696	153	0.019
	15	243	70	1982	630	148	0.038
	16	243	72	1990	624	157	0.041
	17	233	76	1973	630	160	0.040
第1発明鋼材	18A	223	75	1873	631	143	0.055
	19A	238	72	1869	627	148	0.058
第2発明鋼材	20A	224	75	2103	665	120	0.028
第3発明鋼材	21A	192	88	1729	571	143	0.132
第1発明鋼材	22A	210	85	1904	605	90	0.113
	23A	206	87	1733	574	138	0.128

*応力振幅700MPaで1×10⁶回疲労試験を行った試験片で測定。

【0032】一方、表5に表4と同様に比較鋼材について示した。比較鋼材18～20はマイクロ組織にベイナイトが混入した場合であり、比較鋼材24はSiの含有量が本発明の範囲を上回った場合であり、いずれも被削性が顕著に劣化している。また、比較鋼材21, 22, 23はフェライト分率またはフェライト結晶粒径のいずれかまたは両者が本発明の範囲を上回った場合であり、比較鋼材25, 26はMo, Bの含有量が本発明の範囲を下回った場合であり、比較鋼材27, 28はP, Crの含有量が本発明の範囲を上回った場合であり、比較鋼材29はSiの含有量が本発明の範囲を上回り、Mn, Mo, Ti, Bの含有量が本発明の範囲を下回り、フェライト分率、フェライト結晶粒径が本発明の範囲を上回っ

た場合であり、いずれも同一炭素量の本発明鋼材に比較して、静的振り強度、振り疲労強度が劣っている。特に振り疲労強度は、0.4% C鋼でいずれも600MPa未満、0.5% C鋼で680MPa未満であり、本発明鋼材に比較して、顕著に劣っている。比較鋼材の「疲労過程での残留応力減衰量」「疲労過程での半価幅の減少量」は、同一炭素量の本発明鋼材に比較して、相対的に大きい。つまり、本発明鋼材では、振り疲労過程での材質劣化が抑制されたことにより、優れた振り疲労強度が得られていることが明らかである。

【0033】

【表5】

区 分	鋼 No.	硬さ (HV)	ハイスドリル 寿命速度 (相対値)	静的振り強度 (MPa)	振り疲労強度 (5×10^6 回) (MPa)	疲労過程* での 残留応力減衰量 (MPa)	疲労過程* での 半価幅減少量 (度)
比較鋼材	18	261	46	1985	632	142	0.055
	19	277	40	1977	625	150	0.059
	20	266	45	2121	664	121	0.024
	21	194	88	1676	539	220	0.256
	22	187	94	1734	573	119	0.207
	23	187	92	1673	534	238	0.298
	24	230	65	1934	635	296	0.058
	25	194	87	1722	535	305	0.368
	26	220	80	1820	657	164	0.027
	27	202	89	1672	570	162	0.068
	28	214	83	1814	552	194	0.132
	29	185	100	1618	503	320	0.472

*応力振幅700MPaで 1×10^6 回疲労試験を行った試験片で測定。

【0034】

【発明の効果】以上述べたごとく、本発明の高周波焼入れ軸部品用鋼材を用いれば、高周波焼入れ前には優れた冷間加工性を有し、かつ高周波焼入れにより優れた振り疲労強度を有する軸部品の製造が可能となり、産業上の効果は極めて顕著なものがある。

【図面の簡単な説明】

【図1】(a)はセレーション部を示すシャフト、(b)はフランジ付きシャフト、(c)は外筒付シャフ

トを示した図

【符号の説明】

10 シャフト

11, 12 セレーション

20, 21 シャフト

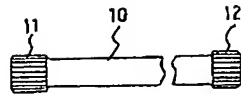
22 フランジ

30, 31, 32 シャフト

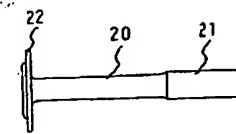
33 外筒部

【図1】

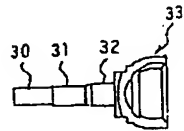
(a)



(b)



(c)



THIS PAGE BLANK (USPTO)